

REC'D 06 APR 2001  
WIPO PCT

PCT/JP 01/01005

14.02.01

日 本 国 特 許 庁

PATENT OFFICE  
JAPANESE GOVERNMENT

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日

Date of Application:

2000年 5月26日

出 願 番 号

Application Number:

特願2000-156272

JP01/1005  
E K U

出 願 人

Applicant(s):

川崎製鉄株式会社

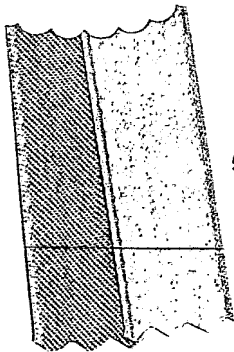
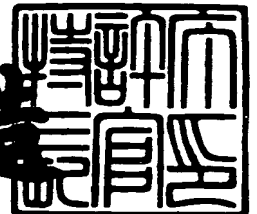
PRIORITY  
DOCUMENT  
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)



2001年 3月23日

特許庁長官  
Commissioner,  
Patent Office

及 川 耕 造



出証番号 出証特2001-3021415

【書類名】 特許願

【整理番号】 00J00295

【提出日】 平成12年 5月26日

【あて先】 特許庁長官 近藤 隆彦 殿

【国際特許分類】 C21D 9/46  
C21D 8/02  
C22C 38/00  
C22C 38/06

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社  
技術研究所内

【氏名】 黒澤 伸隆

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社  
技術研究所内

【氏名】 金子 真次郎

【発明者】

【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目（番地なし） 川崎製  
鉄株式会社 水島製鉄所内

【氏名】 坂田 敬

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社  
技術研究所内

【氏名】 古君 修

【特許出願人】

【識別番号】 000001258

【氏名又は名称】 川崎製鉄株式会社

【代理人】

【識別番号】 100099531

【弁理士】

【氏名又は名称】 小林 英一

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 018175

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C : 0.03~0.1 %、 Si : 2.0 %以下、

Mn : 1.0 ~3.0 %、 P : 0.08%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%

を含み、さらに、

Nb : 0.02%超~0.1 %、 V : 0.02%超~0.1 %のうちの 1 種または 2 種合計 0.1 %以下を含み、

かつ、N (質量%) / Al (質量%) が 0.3 以上、固溶状態の N が 0.0010%以上、析出 Nb と析出 V との合計が 0.015 % 以上であり、残部が Fe および不可避的不純物からなる組成を有し、

平均結晶粒径 10  $\mu$  m 以下のフェライト相を面積率で 80% 以上含み、Nb 炭窒化物または V 炭窒化物からなる析出物の平均粒径が 0.05  $\mu$  m 以下である組織を有することとを特徴とする、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項 2】 質量%で、

C : 0.03~0.1 %、 Si : 2.0 %以下、

Mn : 1.0 ~3.0 %、 P : 0.08%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%

を含み、さらに、

Nb : 0.02%超~0.1 %、 V : 0.02%超~0.1 %のうちの 1 種または 2 種合計 0.1 %以下を含み、残部が Fe および不可避的不純物からなる組成を有する鋼スラブを、1100℃ 以上に加熱した後に、粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延出側温度を 800 ℃ 以上として仕上圧延を行った後、0.5 秒以内に冷却速度 40℃/s 以上で冷却し、550 ~650 ℃ の温度範囲で巻取ることとを特徴とする、歪時効硬化性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

## 【発明の属する技術分野】

本発明は、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板、特にTS（引張強さ）540 MPa 以上の高張力熱延鋼板、およびその製造方法に関する。この高張力熱延鋼板は、主として自動車用の高加工性熱延薄鋼板に属しうる。さらに、冷延鋼板の代替となる薄物熱延鋼板にも属しうる。この薄物熱延鋼板は、従来は熱延での製造が困難ということで、冷延鋼板が適用されていた板厚4.0 mm程度以下の薄物製品である。この薄物製品は、軽度の曲げ加工やロールフォーミングによりパイプに成形されるような比較的軽加工に供されるものから比較的厳しい絞り成形に供されるものまでその用途が広範囲に及ぶものである。

## 【0002】

また、本発明は、熱延鋼板のみならず、これを母板とした電気めっき鋼板、溶融めっき鋼板にも関する。

本発明において、「歪時効硬化特性に優れた」とは、引張歪5%の予変形後、170℃の温度に20分保持する条件で時効処理したとき、この時効処理前後の変形応力増加量（BHと記す；BH＝時効処理後の降伏応力－時効処理前の予変形応力）が80MPa 以上であり、かつ歪時効処理（前記予変形＋前記時効処理）前後の引張強さ増加量（ $\Delta TS$ と記す； $\Delta TS$ ＝時効処理後の引張強さ－予変形前の引張強さ）が40MPa 以上であることを意味する。

## 【0003】

## 【従来の技術】

自動車の車体用素材には、多くの薄鋼板が適用されているが、優れた成形性が要求される用途にはこれまで冷延鋼板が使われていた。しかし、鋼組成（化学成分）の調整および熱間圧延条件の最適化により、高成形性（高加工性）熱延鋼板が製造できるようになり、該熱延鋼板の自動車車体用素材への用途が拡大しつつある。

## 【0004】

昨今の地球環境問題からの排出ガス規制に関連し、車体重量の軽減は極めて重

要な課題である。車体重量軽減のためには鋼板を高張力化して鋼板板厚を低減することが有効である。しかし、高張力鋼化・薄肉化の対象となる自動車部品を考えると、これらの部品ではその役割に応じて課されるパフォーマンスが必要十分に発揮されねばならない。かかるパフォーマンスとしては、例えば曲げ、ねじり変形に対する静的強度、疲労強度、耐衝撃特性などがある。したがって、適用される高張力鋼板は、成形加工後に、かかる特性にも優れる必要がある。

## 【 0 0 0 5 】

一方、部品を作る過程においては、鋼板に対してプレス成形が行われるが、鋼板の強度が高すぎると、

- ・形状凍結性が劣化する、
- ・延性が劣化するため成形時に割れやネッキングなどの不具合を生ずる、
- ・耐デント性（局所的な圧縮荷重負荷により生ずる凹みに対する耐性）が劣化する、

といった問題が生じ、これらの問題が自動車車体への高張力鋼板の適用拡大を阻んでいた。

## 【 0 0 0 6 】

これを打開するための手法として、例えば外板パネル用の冷延鋼板では、例えば極低炭素鋼を素材とし、最終的に固溶状態で残存するC量を適正範囲に制御する鋼板製造技術が知られている。この技術は、プレス成形後に行われる170℃×20分程度の塗装焼付工程で起こる歪時効硬化現象を利用することで、成形時は軟質に保って形状凍結性、延性を確保し、成形後は歪時効硬化によるYS（降伏応力）上昇をえて耐デント性を確保しようとするものである。しかし、この技術では、表面欠陥となるストレッチャーストレインの発生を防止する観点から、そのYS上昇量は低く抑えられ、実際の鋼板の薄肉化に寄与するところは小さいという難点があった。

## 【 0 0 0 7 】

一方、外観があまり問題にならない用途に対しては、固溶Nを用いて焼付け硬化量をさらに増加させた鋼板（特公平7-30408号公報）や、組織をフェライトとマルテンサイトからなる複合組織とすることで焼付け硬化性をよりいっそう向

上させた鋼板（特公平 8 - 23048 号公報）が提案されている。

しかし、特公平 7 - 30408 号公報に開示される鋼板では、塗装焼付け後に Y S（降伏応力）がある程度上昇し高い焼付け硬化量を得られるものの、T S（引張強さ）までは上昇させることはできず、成形後の耐疲労特性、耐衝撃特性の大きな向上が期待できない。このため、耐疲労特性、耐衝撃特性等が要求される用途への適用ができないという問題が残されていた。また、特公平 8 - 23048 号公報に開示される鋼板は、製造時に複合組織化のための冷却パターンの制御が必要であり、また、極低温巻取を必須としているため、特に板厚が薄い鋼板を製造しようとする安定製造が困難であり、降伏応力 Y S の増加量が大きくばらつくなど機械的性質の変動も大きいため、現在要望されている自動車部品の軽量化に寄与できるほどの鋼板の薄肉化が期待できないという問題もあった。

#### 【 0 0 0 8 】

さらに、とくに薄肉化を達成するために板厚 2.0 mm 以下の薄鋼板を製造する場合には、鋼板の形状が大きく乱れるため、プレス成形が著しく困難になるという問題もあった。

#### 【 0 0 0 9 】

##### 【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記した従来技術の限界を打破し、高い成形性と安定した品質特性を有するうえ、自動車部品に成形したのちに十分な自動車部品強度が得られ、自動車車体の軽量化に十分に寄与できる、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板およびこれら鋼板を工業的に安価に、かつ形状を乱さずに製造できる製造方法を提供することを目的とする。

#### 【 0 0 1 0 】

##### 【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記課題を解決するために成分および製造法を種々変えて鋼板を製造し、多くの材質評価実験を行った。その結果、高加工性が要求される分野では従来あまり積極的に利用されることがなかった N を強化元素として、かかる強化元素の作用により発現する大きな歪時効硬化現象を有利に活用することにより、成形性の向上と成形後の高強度化とを容易に両立させることを知見した。

## 【0011】

さらに、本発明者らは、Nによる歪時効硬化現象を有利に活用するためには、Nによる歪時効硬化現象を自動車の塗装焼付け条件、あるいはさらに積極的に成形後の熱処理条件と有利に結合させる必要があり、このために、熱延条件を適正化して鋼板の微視組織と固溶N量とをある範囲に制御することが有効であることを見いだした。また、Nによる歪時効硬化現象を安定して発現させるためには、組成の面で、特にAl含有量をN含有量に応じて制御することが重要であることも見いだした。

## 【0012】

また、これに加えて、Nb、Vを適正量含有せしめた上で、その存在形態を制御することで、耐衝突特性、耐疲労特性が著しく向上することを見出した。

すなわち、Nを強化元素として用い、キーとなる元素であるAlの含有量を適正な範囲に制御し、さらに熱延条件を適正化して微視組織と固溶Nを最適化することにより、従来の固溶強化型のC-Mn鋼板、析出強化鋼板（従来鋼板）に比べて格段に優れた成形性とこれら従来鋼板にない歪時効硬化特性とを有する鋼板（本発明鋼板）が得られる。

## 【0013】

さらに、Nb、Vの含有量および存在形態を適正に制御することで、高YR化が達成でき、歪時効硬化特性を損なわずに、極めて優れた耐疲労特性および耐衝突特性が得られる。

また、従来は引張試験結果を基に焼付け硬化性を評価していた。しかし、本発明者らの検討によれば、従来鋼板では引張試験により所望の焼付け硬化性を有すると評価されたものであっても実プレス条件に沿って塑性変形させたときの強度に大きなばらつきが存在し、信頼性を要求される部品に適用するには必ずしも十分とはいえない。これに対し、本発明鋼板では、引張試験による焼付硬化性の評価値が従来鋼板よりも高位にあるのみならず、実プレス条件に沿って塑性変形させたときの強度のばらつきが小さく、安定した部品強度特性が得られることがわかった。

## 【0014】



本発明は、これらの知見に基づいてなされたものであり、その要旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.03~0.1 %、 Si : 2.0 %以下、

Mn : 1.0 ~3.0 %、 P : 0.08%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%

を含み、さらに、

Nb : 0.02%超~0.1 %、 V : 0.02%超~0.1 %のうちの1種または2種合計0.1 %以下を含み、

かつ、N (質量%) / Al (質量%) が0.3 以上、固溶状態のNが0.0010%以上、析出Nbと析出Vとの合計が0.015 %以上であり、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有し、

平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下のフェライト相を面積率で80%以上含み、Nb炭窒化物またはV炭窒化物からなる析出物の平均粒径が $0.05\mu\text{m}$  以下である組織を有することを特徴とする、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板。

【 0 0 1 5 】

(2) 質量%で、

C : 0.03~0.1 %、 Si : 2.0 %以下、

Mn : 1.0 ~3.0 %、 P : 0.08%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、

N : 0.0050~0.0250%

を含み、さらに、

Nb : 0.02%超~0.1 %、 V : 0.02%超~0.1 %のうちの1種または2種合計0.1 %以下を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有する鋼スラブを、1100℃以上に加熱した後に、粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延出側温度を800℃以上として仕上圧延を行った後、0.5秒以内に冷却速度40℃/s以上で冷却し、550~650℃の温度範囲で巻取ることを特徴とする、歪時効硬化性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法。

## 【 0 0 1 6 】

## 【発明の実施の形態】

まず、本発明における鋼の組成（化学組成）について説明する。なお、以下各成分元素の含有量（％）は全て質量％を意味する。

C : 0.03～0.1 %

Cは、鋼板の強度を増加する元素であり、Nb, Vとの炭窒化物（析出物）の形成により所望の強度を確保する観点から、0.03％以上含有するのが好ましい。また、結晶粒の粗大化を抑制するためにも0.03％以上含有するのが好ましい。一方、後述するように、Nb, Vの炭窒化物を微細に析出させるには、熱間圧延終了後、低温のフェライト相中に該炭窒化物を析出させる必要があるが、Cが0.1 %を超えると、熱間圧延中に粗大な炭窒化物を形成してしまい、所望の強度の確保が困難となる上に、鋼中の炭化物の分率が過大となって鋼板の延性が顕著に悪化するため、成形性の観点から好ましくない。さらに、より重大なことには、スポット溶接性、アーク溶接性などが顕著に低下し、さらには比較的幅が広く板厚が薄い鋼板の熱間圧延において、特にオーステナイト低温域以下で変形抵抗が顕著に増加し、圧延荷重が急上昇する現象が確認された。この変形抵抗増加現象は、とくに薄物の熱延鋼板に関わる本発明鋼板の製造を困難にする。よって、Cは0.1 %以下とする。

## 【 0 0 1 7 】

Si : 2.0 %以下

Siは、鋼の延性を顕著に低下させることなく鋼板を高強度化させる有用な元素であるが、その反面、 $Ar_3$  変態点を大きく上昇させるため仕上圧延時に多量のフェライト相を生じさせてしまい易くなる。あるいはまた、表面性状、表面の美麗性を損なうなど好ましくない働きもする。前記高強度化効果を顕著に得るにはSi : 0.1 %以上が好ましい。また、Siが2.0 %以下であれば、併合添加するMnの量を調整することで変態点の顕著な上昇を抑制することができ、また、良好な表面性状も確保できる。よって、Siは2.0 %以下とする。なお、TS500MPa超級で高延性を確保したい場合は、強度と延性のバランスの観点から、0.3 %以上が好ましい。

## 【 0 0 1 8 】

Mn : 1.0 ~ 3.0 %

Mnは、 $Ar_3$  変態点を下げる働きがあり、前記のようなSiの変態点上げ作用に対抗させうるほか、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、熱間割れ防止の観点からはS量に応じて添加するのが好ましい。また、Mnは結晶粒を微細化する効果があるため、積極的に添加して材質改善に利用することが望ましい。特に、Mn量が1.0 %を下回ると、 $Ar_3$  変態点が上昇し、高温のフェライト域での炭窒化物の形成が顕著となり、炭窒化物が粗大化するため所望の強度の確保が困難になる。このため、1.0 %以上のMn添加が必要である。Mn量をこのレベルまで高めると、熱延条件の変動に対する鋼板の機械的性質および歪時効硬化特性のばらつきが低減するので、品質安定化にも効果的である。

## 【 0 0 1 9 】

しかし、Mnが3.0 %を超過すると、詳細な機構は不明であるが、鋼板の熱間変形抵抗が増加する傾向があり、また、溶接性や溶接部成形性にも悪化の傾向が現れ、そればかりか、フェライトの生成が顕著に抑制されるため延性が劣化するため、Mnは3.0 %以下に限ることとした。なお、より良好な耐食性と成形性が要求される用途では、2.5 %以下が望ましい。

## 【 0 0 2 0 】

また、とくに板厚が薄い製品では、品質・形状が変態点の変動によって敏感に変わるため、Mnの変態点下げ作用とSiの変態点上げ作用をより厳密にバランスさせることが肝腎であり、この観点から、自動車車体用の板厚4.0mm 程度以下の範囲では、Mn/Si (Mn量とSi量の比) を3以上とするのが好ましい。

P : 0.08%以下

Pは、鋼の固溶強化元素として有用であるが、過度に含有すると鋼を脆化させ、さらに鋼板の伸びフランジ加工性を悪化させ、また、鋼中で偏析する傾向が強いためそれに起因した溶接部の脆化をもたらすことから、0.08%以下とした。なお、伸びフランジ加工性や溶接部靱性が特に重要視される場合は0.04%以下が好ましい。

## 【 0 0 2 1 】

S : 0.02%以下

Sは、介在物として存在し、鋼板の延性を劣化させ、さらに耐食性の劣化をももたらす元素なので、0.02%以下に制限する。特に良好な加工性が要求される用途においては、0.015 %が望ましい。就中、S量に特に敏感な伸びフランジ性の要求レベルが高い場合は、0.008 %以下が好ましい。また、詳細な機構は不明であるが、Sを0.008 %以下まで低減すると、熱延鋼板の歪時効硬化特性の高位安定化傾向が強まるため、この点からも0.008 %以下が好ましい。

#### 【 0 0 2 2 】

Al : 0.02%以下

Alは、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有効な元素であり、鋼の組織微細化のためにも添加が望ましい元素である。しかし、本発明では過剰のAl添加は表面性状の悪化につながり、また固溶Nを確保し難くなる。また、固溶Nを確保できたとしても、Alが0.02%を超えると製造条件の変動による歪時効硬化特性のバラツキが大きくなる。そのためAlは0.02%以下に制限される。なお、材質安定性の観点からは、0.001 ~0.016 %がより好ましい。

#### 【 0 0 2 3 】

N : 0.0050~0.0250%

Nは、本発明において最も重要な成分元素である。すなわち、Nを適量添加して製造条件を制御することにより、母板（熱延ままの状態）で固溶状態のNを必要かつ十分な量だけ確保することができ、それによって固溶強化と歪時効硬化での強度（YS，TS）上昇効果が十分に発揮され、TS540MPa以上、BH80MPa以上、 $\Delta TS$ 40MPa 以上という本発明鋼板の機械的性質要件を安定して満足することができる。また、Nには鋼の $Ar_3$  変態点を下げる働きもあり、薄物で $Ar_3$  変態点を大きく割り込んだ圧延が忌避される状況下での操業安定化にも有用である。

#### 【 0 0 2 4 】

Nが0.0050%未満では、上記の強度上昇効果が安定して現れにくい。一方、Nが0.0250%を超えると、鋼板の内部欠陥発生率が高くなるとともに、連続鋳造時のスラブ割れなどが多発するようになる。よって、Nは0.0050~0.0250%とした

。就中、製造工程全体を考慮した材質の安定性・歩留り向上の観点からは、0.0070～0.0170%がより好ましい。なお、本発明範囲内のN量であれば、溶接性への悪影響は全くない。また、Nを添加しても、本発明の範囲であれば、鋼板製造時の熱間変形抵抗の増加はほとんどなく、薄物の高強度熱延鋼板を製造する上で、Nによる強化を利用することが極めて有利であることを知見した。

## 【 0 0 2 5 】

固溶状態のN：0.0010%以上

母板で十分な強度が確保され、さらにNによる歪時効硬化が十分に発揮される、すなわち、BHを80MPa以上かつ $\Delta TS$ を40MPa以上とするには、鋼中に固溶状態のN（固溶Nと略記される）が0.0010%以上の量（濃度）で存在する必要がある。ここで、固溶N量は、鋼中の全N量から析出N量を差し引いて求める。析出Nの抽出法、すなわち、地鉄を溶解する方法としては、酸分解法、ハロゲン法および電解法があるが、本発明者らがこれらの抽出法について比較検討した結果、電解法は炭化物、窒化物等の極めて不安定な析出物を分解することなく、安定して地鉄のみを溶解できる。このため、本発明では電解法により析出Nを抽出するものとする。また、電解液としてアセチル・アセトン系を用い、定電位にて電解する。以上の電解法により抽出した残渣を化学分析して、残渣中のN量を求め、これを析出N量とする。

## 【 0 0 2 6 】

なお、より高位のBH、 $\Delta TS$ を達成するには、固溶Nは0.0020%以上、さらに高位の場合は、0.0030%以上が好ましい。

N/Al（N量とAl量の比）：0.3 以上

前述のように、製造条件の変動によらず安定して固溶Nを0.0010%以上残すには、Nを強力に固定する元素であるAlの量を制限する必要がある、Alを0.02%以下とする必要がある。本発明の組成範囲内でN量とAl量の組合せを広範囲に変えた鋼について熱延後の固溶Nが0.0010%以上になる条件を探索した結果、かかる条件には、N/Alを0.3 以上として、仕上圧延後の冷却条件および巻取温度条件を後述する範囲とする必要があることがわかった。したがって、Al量はN/0.3 以下に制限される。

## 【 0 0 2 7 】

Nb : 0.02% 超 ~ 0.1 %、V : 0.02% 超 ~ 0.1 % のうちの 1 種  
 または 2 種合計 0.1 % 以下

Nb, V は本発明において重要な成分元素である。Nb, V を適量添加して製造条件を後述する条件に制御することにより、適正量の極めて微細な炭窒化物を形成し、所望の強度の確保および降伏比を著しく高めることが達成でき、これにより、耐疲労特性および耐衝突特性が顕著に向上する。さらに、Nb, V の微細炭窒化物は、歪時効硬化特性の向上、フェライト結晶粒径の微細化および均一化にも寄与する。Nb または V の添加量 (= 添加成分の鋼中濃度) が 0.02% 以下では、この効果が小さいため、Nb または V の添加量は 0.02% 超とする。

## 【 0 0 2 8 】

一方、Nb, V の添加量 (複合添加の場合はこれらの合計量) が 0.1 % を超えると、熱間変形抵抗の増加、化成処理性や塗装性等の広義の表面処理性の悪化、溶接部の硬化に由来する溶接部成形性の劣化等をもたらすので、Nb および V の添加量 (複合の場合はこれらの合計量) は 0.1 % 以下とする。

析出 Nb と析出 V との合計量が 0.015 % 以上

Nb, V は、微細な炭窒化物として析出することにより、強度上昇および歪時効硬化特性の向上に寄与する。また、炭窒化物として存在する Nb または V の量、複合添加の場合はこれらの合計量が 0.015 % より少ない場合には、前述の強度上昇効果および歪時効硬化特性向上効果が十分に発揮されない。本発明鋼の組成では、Nb, V の析出はほぼ全量が炭窒化物として析出するので、Nb, V 炭窒化物として存在する Nb 量、V 量はそれぞれ、析出 Nb 量、析出 V 量を測定することにより求めるものとし、このため、析出 Nb 量と析出 V 量の合計量を 0.015 % 以上に限定する。ここで、析出 Nb 量および析出 V 量は、前述の電解法により抽出し、残渣中の Nb, V 量を求めこれを析出 Nb、析出 V とする。

## 【 0 0 2 9 】

次に、鋼板の組織および機械的性質について説明する。

フェライト相の面積率 : 80% 以上

フェライト相の面積率が 80% 未満の組織では、高度な加工性が要求される自動

車用鋼板として必要な延性を確保することが困難となるので、フェライト相の面積率は80%以上でなければならない。ここで、フェライトとしては通常の意味のフェライト（ポリゴナルフェライト）のみならず、炭化物を含まないベイニティックフェライト、アシキュラーフェライトをも含むものとする。

## 【 0 0 3 0 】

フェライトの平均結晶粒径： $10\mu\text{m}$ 以下

本発明では結晶粒径として、断面組織写真からASTMに規定の求積法により算出した値と、同じく切断法により求めた公称粒径（例えば梅本ら：熱処理24（1984）334 参照）のうち、いずれか大きい方を採用する。

本発明では、母板で固溶Nを確保するが、本発明者らの実験・検討結果によれば、固溶N量を一定に保ってもフェライト相の平均結晶粒径が $10\mu\text{m}$ を超えると歪時効硬化特性に大きなばらつきが生じる。この理由は、詳細な機構は不明であるが、結晶粒界への合金元素の偏析と析出、さらにはこれらに及ぼす加工、熱処理の影響に関係するものと推定されるが、理由はどうあれ、歪時効硬化特性の安定化を図るには、フェライト相の平均結晶粒径は $10\mu\text{m}$ 以下とする必要がある。なお、BHおよび $\Delta TS$ のさらなる高位安定化の観点からは、前記平均結晶粒径は $8\mu\text{m}$ 以下が好ましい。

## 【 0 0 3 1 】

Nb炭窒化物またはV炭窒化物からなる析出物の平均粒径が $0.05\mu\text{m}$ 以下

前述のNbまたはVの炭窒化物が強度上昇および歪時効硬化特性の向上に寄与するためには、炭窒化物が微細に析出している必要がある。炭窒化物の平均粒径が $0.05\mu\text{m}$ より粗大である場合には、これらの効果が現出しないため、炭窒化物の平均粒径は $0.05\mu\text{m}$ 以下であるものとする。

## 【 0 0 3 2 】

なお、Nb、Vの炭窒化物の粒径の測定にあたっては、薄膜による透過電子顕微鏡観察により倍率10万倍において少なくとも20視野の観察を行い、観察される析出物についてエネルギー分散型X線分析装置（EDX）によりNb、Vの炭窒化物の同定を行い、そのNb、Vの炭窒化物の短径、長径の和の $1/2$ をもって粒径とし、視野内すべてのNb、Vの炭窒化物について粒径の測定を行い、その総和平均

をもって平均粒径とする。

### 【 0 0 3 3 】

引張強さ (T S) : 540MPa以上

T S が 540MPa を下回る鋼板では、構造部材的な要素をもつ部材に広く適用することができないため、T S は 540MPa 以上であるものとする。

#### 歪時効硬化特性について

本発明において、「歪時効硬化特性に優れた」とは、前述のように、引張歪 5 % の予変形 (予歪付与) 後、170 ℃ の温度に 20 分保持する条件で時効処理を行うという歪時効処理を行ったとき、前記時効処理前後の変形応力増加量 (B H と記す ; B H = 時効処理後の降伏応力 - 時効処理前の予変形応力) が 80MPa 以上であり、かつ前記歪時効処理 (前記予変形 + 前記時効処理) 前後の引張強さ増加量 ( $\Delta T S$  と記す ;  $\Delta T S$  = 時効処理後の引張強さ - 予変形前の引張強さ) が 40MPa 以上であることを意味する。

#### 〔引張歪 5 % の予変形〕

歪時効硬化特性を規定する場合、予歪 (予変形) 量が重要な因子となる。本発明者らは、自動車用鋼板に適用される変形様式を想定して、歪時効硬化特性に及ぼす予歪量の影響について調査し、その結果、①前記変形様式における変形応力は、極めて深い絞り加工の場合を除き、概ね 1 軸相当歪 (引張歪) 量で整理できること、②実部品ではこの 1 軸相当歪量が概ね 5 % を上回っていること、③部品強度 (実部品の強度) が、予歪 5 % の歪時効処理後に得られる強度と良く対応することを突き止めた。この知見をもとに、本発明では、歪時効処理の予変形を引張歪 5 % に定めた。

#### 〔時効処理条件 : (加熱温度) 170 ℃ × (保持時間) 20 分〕

従来の塗装焼付け処理条件は、170 ℃ × 20 分が標準として採用されている。このため、170 ℃ × 20 分を時効処理条件に定めた。なお、多量の固溶 N を含む本発明鋼板に 5 % 以上の歪が加わる場合は、より緩やかな (低温側の) 処理でも硬化が達成され、言い換えれば時効条件をより幅広くとることも可能である。また、一般に、硬化量を稼ぐには、軟化させない限りにおいて、より高温により長時間保持することが有利である。



## 【 0 0 3 4 】

具体的に述べると、本発明鋼板では、予変形後に硬化が顕著となる加熱温度の下限は概ね100℃である。一方、加熱温度が300℃を超えると硬化が頭打ちとなり、逆にやや軟化する傾向が現れるほか、熱歪やテンパーカラーの発生が目立つようになる。また、保持時間については、加熱温度200℃程度のとき概ね30秒程度以上とすれば略十分な硬化が達成される。さらに大きな安定した硬化を得るには保持時間60秒以上が好ましい。しかし、20分を超える保持では、さらなる硬化を望みえないばかりか、生産効率も著しく低下して実用面では不利である。

## 【 0 0 3 5 】

以上のことから、本発明鋼を使用する際には、加工の後に、時効処理条件の加熱温度を100～300℃、保持時間を30秒～20分とすることが好ましい。本発明では、従来の塗装焼付け型鋼板では十分な硬化が達成されない低温加熱・短時間保持の時効処理条件下でも、大きな硬化が得られるという利点をも有する。なお、加熱の仕方はとくに制限されず、通常の塗装焼付けに採用されている炉による雰囲気加熱のほか、たとえば誘導加熱や、無酸化炎、レーザー、プラズマなどによる加熱などのいずれも好ましく用いる。

〔BH：80MPa 以上、 $\Delta TS$ ：40MPa 以上〕

自動車用の部品強度は外部からの複雑な応力負荷に抗しうることが必要であり、それゆえ素材鋼板では小さな歪域での強度特性だけでなく大きな歪域での強度特性も重要となる。本発明者らはこの点に鑑み、自動車部品の素材となすべき本発明鋼板のBHを80MPa以上に制限するとともに、 $\Delta TS$ を40MPa以上に制限した。より好ましくは、BHでは100MPa以上、 $\Delta TS$ では50MPa以上である。なお、以上の制限範囲は5%予歪付与後170℃×20分の時効処理という条件におけるBH、 $\Delta TS$ を規定するものであるが、BHと $\Delta TS$ は、時効処理の加熱温度をより高温側に、および／または、保持時間をより長時間側に、設定することによっても大きくすることが可能である。

## 【 0 0 3 6 】

また、本発明鋼板には、成形加工後に、加熱による加速時効（人工的な時効）を行わずとも、室温で放置しておくだけで、最低限でも完全時効時の40%程度に

相当する強度増加が期待でき、しかも、一方において、成形加工されない状態では、室温で長時間放置されても時効劣化（YSが増加しかつE1（伸び）が減少する現象）は起こらないという、従来にない利点が備わっている。

## 【 0 0 3 7 】

ところで、本発明の効果は製品板厚が比較的厚い場合でも発揮されうるが、製品板厚が4.0mmを超える場合は、鋼板製造段階の塑性加工（圧延加工）の面で変形抵抗に対する規制がそれほど厳しくないことに加え、自動車用鋼板の用途では対象となる部品が限定されるため、本発明の優位性が目立たなくなる。したがって、本発明鋼板は、板厚4.0 mm以下のものが好ましい。

## 【 0 0 3 8 】

また、本発明では、請求項1に記載の鋼板に電気めっきまたは溶融めっきを施したものの、めっき前と同程度のTS、BH、 $\Delta TS$ を有する。めっきの種類としては、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、電気錫めっき、電気クロムめっき、電気ニッケルめっき等、いずれも好ましく適用しうる。

次に、本発明鋼板の製造方法について説明する。

## 【 0 0 3 9 】

本発明鋼板は、基本的に、本発明範囲内の組成になる鋼スラブを加熱後粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延後、冷却して巻き取る熱延工程により製造される。スラブは、成分のマクロな偏析を防止すべく連続鑄造法で製造することが望ましいが、造塊法、薄スラブ連鑄法で製造してもよい。また、スラブを製造後いったん室温まで冷却して再度加熱する通常プロセスのほか、冷却せず温片のまま加熱炉に挿入する、あるいは僅かの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。とくに、固溶状態のNを有効に確保するには、直送圧延は有用な技術の一つである。

## 【 0 0 4 0 】

熱延条件は以下のように規定される。

スラブ加熱温度：1100℃以上

初期の固溶N量を確保して製品固溶N量の目標（0.0010%以上）を満たし、か

つ加熱時にNb, Vの炭窒化物の粗大な析出を抑制し、熱間圧延終了後に低温フェライト域で微細な炭窒化物を適量析出させるためには、スラブ加熱温度（S R Tと記す）を1100℃以上とする。なお、酸化重量の増加に伴うロスを増大を避ける観点からはS R Tは1280℃以下が好ましい。

#### 【 0 0 4 1 】

加熱後のスラブをシートバーにする粗圧延は常法により行えばよい。

粗圧延後は、シートバーに仕上圧延を施す。なお、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延することが好ましい。接合手段としては、溶融圧接法、レーザ溶接法、電子ビーム溶接法などを適宜に用いる。

#### 【 0 0 4 2 】

これにより、仕上圧延およびその後の冷却において形状の乱れを生じやすい非定常部（被処理材の先端部および後端部）の存在割合が減少し、安定圧延長さ（同一条件で圧延できる連続長さ）および安定冷却長さ（張力をかけたまま冷却できる連続長さ）が延長して、製品の形状・寸法精度および歩留りが向上する。

また、従来のシートバー毎の単発圧延では通板性や噛込み性の問題により実施が難しかった薄物・広幅に対する潤滑圧延が容易に実施できるようになり、圧延荷重およびロール面圧が低減してロール寿命が延長する。

#### 【 0 0 4 3 】

また、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間で、シートバー幅端部を加熱するシートバーエッジヒータ、シートバー長さ端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用して、シートバーの幅方向および長手方向の温度分布を均一化することが好ましい。これにより、鋼板内の材質ばらつきをさらに小さくすることができる。シートバーエッジヒータ、シートバーヒータは誘導加熱方式のものが好ましい。

#### 【 0 0 4 4 】

使用手順は、まずシートバーエッジヒータにより幅方向の温度差を補償することが望ましい。このときの加熱量は、鋼組成などにもよるが、仕上圧延出側での幅方向温度範囲が概ね20℃以下となるように設定するのが好ましい。次いでシー

トバーヒータにより長手方向の温度差を補償する。このときの加熱量は、長さ端部温度が中央部温度よりも20℃程度高くなるように設定するのが好ましい。

## 【 0 0 4 5 】

仕上圧延出側温度：800 ℃以上

仕上圧延では、鋼板の組織を均一かつ微細に整えるために、仕上圧延出側温度（F D Tと記す）を800 ℃以上とする。F D Tが800 ℃を下回ると仕上圧延温度が低くなりすぎて組織が不均一となり、一部に加工組織が残留したりして、プレス成形時に種々の不具合を発生する危険性が高まる。かかる加工組織の残留は、高温巻取により回避できるが、高温巻取を行うと粗大粒が発生して強度が低下し、また固溶N量も大きく低下するため、目標T S 440MPaを得ることが困難となる。なお、機械的性質をさらに改善させるには、F D Tは820 ℃以上が望ましい。

## 【 0 0 4 6 】

また、とくに仕上圧延において、熱間加工時に荷重を低減するために潤滑圧延を行うことは、形状・材質の均一化のために有効である。その場合、摩擦係数は0.25～0.10の範囲が好ましく、さらに、前述の連続圧延との併合実施が、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

圧延後の冷却：圧延後0.5 秒以内に開始する冷却速度20℃/s以上の水冷

圧延終了後は、直ちに（概ね0.5 秒以内に）冷却を開始し、該冷却は平均冷却速度を20℃/s以上の急冷とする必要がある。この要件が満足されないと、粒成長が進みすぎて結晶粒径の微細化が達成されず、また、圧延で導入された歪エネルギーによるAIN の析出が進みすぎて固溶N量が欠乏する。なお、材質・形状の均一性を確保する観点からは、平均冷却速度は300 ℃/s以下が好ましい。

## 【 0 0 4 7 】

巻取温度：550 ～650 ℃

巻取温度（C Tと記す）が650 ℃より高温の場合には、Nb, Vの炭窒化物が粗大化してしまうため、その粒径を0.05 μm 以下とすることが困難となり、また鋼板の強度も低下してしまう。一方、C Tが550 ℃より低温の場合には、Nb, Vの炭窒化物の析出が抑制されてしまい、所定量の炭窒化物を確保できなくなる。よってC Tは550 ～650 ℃とする。

## 【 0 0 4 8 】

さらに、本発明では、巻取後、スキンプス圧延、レベラ加工のいずれか一方または両方により伸び率1.5 ～10%の加工（熱延後加工）を行うことが好ましい。ここに、スキンプス圧延での伸び率は圧下率と同値である。

スキンプス圧延やレベラ加工は、通常は粗度調整や形状矯正のために行われるが、本発明では、そのみならず、BH、 $\Delta TS$ をさらに増大かつ安定化させる効果がある。この効果は伸び率略1.5 %以上で顕現するが、一方、伸び率10%超では延性が劣化する。よって、熱延後加工は伸び率1.5 ～10%の範囲で行うのが望ましい。なお、スキンプス圧延とレベラ加工とでは加工様式が相異なる（前者は圧延、後者は反復曲げ伸ばし）が、両者の伸び率は、本発明鋼板の歪時効硬化特性に対する影響の度合いが略同等である。また、本発明では、熱延後加工の前あるいは後に酸洗を行ってもかまわない。

## 【 0 0 4 9 】

## 【実施例】

## （実施例1）

表1に示す組成になる鋼を転炉で溶製し、連続鑄造によりスラブとなし、該スラブを表2に示す条件で熱間圧延して熱延鋼板を得た。なお、仕上圧延ではシートバーを接合せず個別にタンデム圧延した。得られた熱延鋼板について、固溶N、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、および、歪時効処理による耐疲労特性、耐衝撃特性の向上度を調査した。

## 【 0 0 5 0 】

固溶N量および、析出Nb量Nb<sup>\*</sup> および析出V量V<sup>\*</sup> は、前記した方法により測定した。

微視組織は、C断面（圧延方向に直交する断面）の板厚の表層10%を除く部分について、腐食現出組織の拡大像を画像解析して調査した。また、透過型電子顕微鏡およびエネルギー分散型X線分析装置を用いてNb、V炭窒化物の平均粒径を求めた。

## 【 0 0 5 1 】

引張特性と歪時効硬化特性の調査に係る引張試験は、J I S 5号試験片を用い

J I S Z 2241に準拠した方法で行った。

歪時効処理条件は、予歪量：5 %、時効処理条件：170 °C×20分とした。

耐疲労特性は、J I S Z 2273に準拠した引張疲労試験による疲労限で評価した。

#### 【 0 0 5 2 】

耐衝撃特性は、「Journal of the Society of Materials Science Japan. 47, 10(1998)1058」に記載の高速引張試験方法に準拠して歪速度2000/sで測定した応力-歪曲線について、応力を歪0～30%の範囲で積分して求めた吸収エネルギーで評価した。さらに、鋼板（歪時効処理材）の強度レベルに対する耐衝撃特性および耐疲労特性の優劣を評価するため、歪時効処理材の引張強度TS（MPa）に対する吸収エネルギー $E_n$ (MJ/m<sup>3</sup>)の比、 $E_n / TS$  (MJ/(m<sup>3</sup>MPa)) および、歪時効処理材の引張強度TS（MPa）に対する疲労限 $\sigma_w$ （MPa）の比 $\sigma_w / TS$ を求めた。

#### 【 0 0 5 3 】

結果を表3に示す。本発明例では、BH、 $\Delta TS$ の値が大きく、さらに耐疲労特性、耐衝撃特性を兼ね備えている。また、 $E_n / TS$ 、 $\sigma_w / TS$ の値が大きく、強度レベルが同じ比較鋼と比較すると優れた耐疲労性、耐衝撃性を有すると言える。

#### 【 0 0 5 4 】

【表 1】

鋼 No.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	N %	Nb %	V %	N/Al —
A	0.06	0.02	1.2	0.012	0.0030	0.015	0.015	<u>0.2</u>	—	1.0
B	0.08	0.02	1.0	0.010	0.0050	0.015	0.015	0.040	—	1.0
C	0.05	0.02	1.4	0.010	0.0040	0.012	0.015	0.070	—	1.25
D	0.08	0.4	1.7	0.015	0.0040	0.015	0.015	0.050	—	1.0
E	0.05	0.2	1.2	0.010	0.0050	0.011	0.015	<u>0.010</u>	—	1.36
F	0.04	0.1	1.3	0.012	0.0030	0.015	0.017	—	<u>0.15</u>	1.13
G	0.08	0.02	1.4	0.015	0.0040	0.015	0.015	—	0.05	1.0
H	0.06	0.7	0.9	0.010	0.0030	0.017	0.020	—	0.08	1.18
I	0.08	0.8	1.8	0.007	0.0020	0.004	0.014	—	<u>0.010</u>	3.50
J	0.05	0.1	1.2	0.010	0.0040	0.010	0.018	0.03	0.03	1.8
K	0.03	0.2	1.8	0.010	0.0030	0.012	<u>0.0010</u>	0.04	—	<u>0.08</u>
L	0.06	0.01	1.5	0.015	0.0050	0.010	<u>0.004</u>	—	0.05	0.4

(残部Feおよび不可避免の不純物)

【0 0 5 5】

【表 2】

鋼 No	鋼板 No	S R T ℃	F D T ℃	板厚 mm	$\Delta t$ s	V ℃/s	C T ℃
A	A 1	1220	820	1.6	0.2	50	600
B	B 1	1250	850	1.8	0.1	50	550
	B 2	1250	850	1.8	0.1	50	<u>700</u>
	B 3	1250	850	1.8	0.1	50	<u>450</u>
	B 4	<u>1050</u>	850	1.8	0.1	50	600
C	C 1	1250	880	1.4	0.1	80	550
D	D 1	1220	880	2.9	0.3	50	600
E	E 1	1220	850	1.8	0.2	50	600
F	F 1	1250	850	1.6	0.2	60	640
G	G 1	1220	850	1.4	0.1	100	550
	G 2	1220	850	1.4	0.1	100	<u>720</u>
	G 3	1220	850	1.4	0.1	100	<u>450</u>
	G 4	1220	850	1.4	<u>1.0</u>	100	600
H	H 1	1250	880	2.3	0.2	50	600
I	I 1	1250	850	1.6	0.2	50	540
J	J 1	1230	880	2.0	0.2	50	560
	J 2	1250	880	2.0	0.2	<u>10</u>	640
K	K 1	1250	880	1.8	0.1	60	580
L	L 1	1250	850	1.6	0.3	50	600

S R T : スラブ加熱温度  
 F D T : 仕上圧延出側温度  
 C T : 巻取温度  
 $\Delta t$  : 冷却遅れ時間  
 V : 平均冷却速度

【 0 0 5 6 】



【表3】

鋼板 No	鋼板 固溶N %	鋼板 Nb, Ti, %	鋼板組織				鋼板引張特性			歪時効硬化特性		耐疲労 特性 MPa	耐衝撃 特性	E n/TS	$\sigma_s$ /TS	備 考
			相構成	V $\alpha$ %	d $\mu$ m	d p $\mu$ m	YS MPa	TS MPa	E l %	BH MPa	$\Delta$ TS MPa					
A 1	0.0020	0.080	F + B	92	10.2	0.5	405	581	26	82	35	35	1.02	0.29	0.82	比較例
B 1	0.0120	0.032	F + B	90	6.8	0.03	515	624	28	88	46	103	1.19	0.33	1.05	本発明例
B 2	0.0009	0.038	F + B	97	12.4	0.19	402	583	29	32	8	18	1.04	0.28	0.80	比較例
B 3	0.0140	0.008	F + B	78	6.2	0.02	467	649	24	91	42	106	1.22	0.30	0.96	比較例
B 4	0.0015	0.031	F + B	95	9.8	0.8	410	592	25	81	40	88	1.13	0.29	0.98	比較例
C 1	0.0142	0.057	F + B	92	6.8	0.03	515	617	27	84	44	105	1.18	0.34	1.03	本発明例
D 1	0.0090	0.041	F+P+B	82	5.9	0.02	652	804	19	87	42	95	1.15	0.33	1.07	本発明例
E 1	0.0092	0.008	F + B	94	6.5	0.03	390	566	30	88	42	99	1.16	0.31	0.90	比較例
F 1	0.0030	0.071	F + B	92	11.8	0.3	451	610	24	81	20	38	1.03	0.30	0.84	比較例
G 1	0.0125	0.041	F + B	95	6.9	0.02	521	622	27	84	44	102	1.18	0.34	1.07	本発明例
G 2	0.0008	0.045	F + B	98	11.6	0.28	392	571	29	25	4	21	1.02	0.29	0.79	比較例
G 3	0.0139	0.009	F + B	82	5.5	0.02	450	655	22	87	42	104	1.19	0.30	0.94	比較例
G 4	0.0009	0.030	F + B	94	10.3	0.04	396	577	29	31	5	19	1.01	0.29	0.81	比較例
H 1	0.0182	0.060	F + B	90	5.9	0.02	655	811	18	88	40	98	1.15	0.33	1.04	本発明例
I 1	0.0125	0.009	F+P+B	85	6.2	0.02	559	804	17	81	42	100	1.18	0.31	0.96	比較例
J 1	0.0155	0.048	F + B	92	6.8	0.02	529	621	28	84	45	102	1.21	0.34	1.06	本発明例
J 2	0.0008	0.021	F + B	97	10.9	0.07	381	560	29	27	7	24	1.02	0.30	0.83	比較例
K 1	0.0002	0.017	F + B	90	6.2	0.03	467	599	28	11	2	19	1.00	0.29	0.80	比較例
L 1	0.0009	0.026	F + B	93	6.9	0.04	472	602	29	20	5	21	1.04	0.29	0.81	比較例

F : フェライト  
P : パーライト  
B : ベイナイト

V $\alpha$  : フェライト相の面積率

d : フェライト相の平均結晶粒徑

耐疲労特性 = (歪時効材の疲労限) - (熱延まま材の疲労限)

耐衝撃特性 = (歪時効材の吸収エネルギー) / (熱延まま材の吸収エネルギー)

E n : 歪時効材の吸収エネルギー

$\sigma_s$  : 歪時効材の疲労限

Nb : Nb炭窒化物として析出しているNb量

V : V炭窒化物として析出しているV量

d p : Nb炭窒化物またはV炭窒化物の平均粒徑 (Nb, V複合添加の場合は、両者の平均粒徑)

【 0 0 5 7 】

なお、N . C 1 の鋼板に溶融亜鉛めっきを施して製造しためっき鋼板の特性は、めっき前と略同程度であった。

【 0 0 5 8 】

【発明の効果】

本発明の高張力熱延鋼板は、固溶Nを適切に活用したことにより、T S 540MPa 以上の母板強度特性を有し、歪時効処理された後に、B H 80MPa 以上、 $\Delta$  T S 40 MPa 以上を安定してクリアできる優れた歪時効硬化特性を有し、さらに、優れた耐疲労特性、耐衝撃特性を有する。また、めっき後も同様の特性を有し、しかも形状を乱さず安価に熱延製造できて、自動車部品用鋼板の板厚を例えば2.0mm 程度から1.6 mm程度へと1グレード低減することができ、自動車車体の軽量化推進に大きく寄与するという優れた効果を奏する。

【書類名】 要約書

【要 約】

【課 題】 成形後に十分な自動車部品強度が得られ、車体軽量化に寄与できる、歪時効硬化特性、耐衝撃特性、耐疲労特性に優れた高張力熱延鋼板およびその有利な製造方法を提供する。

【解決手段】 所定量のC、Si、Mn、P、Sの他、Al：0.02%以下、N：0.0050～0.0250%、さらに、Nb：0.02%超～0.1%、V：0.02%超～0.1%の1種または2種合計0.1%以下を含み、N/Alが0.3以上になる鋼を、SRT：1100℃以上、FDT：800℃以上、圧延後冷却：圧延後0.5秒以内に40℃/s以上で冷却、CT：550～650℃以下の熱間圧延で製造された、固溶N：0.0010%以上、析出Nb+析出V：0.015%以上を含有し、粒径10μm以下のフェライト相面積率80%以上、NbとVの炭窒化物平均粒径0.05μm以下の組織になる引張強さ540MPa以上の高張力熱延鋼板。

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000001258]

1. 変更年月日	1990年 8月13日
[変更理由]	新規登録
住 所	兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
氏 名	川崎製鉄株式会社